

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2005-120472

(P2005-120472A)

(43) 公開日 平成17年5月12日(2005.5.12)

(51) Int.C1.⁷

F 1

テーマコード(参考)

C 22 C 38/00

C 22 C 38/00

301 S

4 K O 3 7

C 21 D 9/48

C 21 D 9/48

F

C 22 C 38/12

C 22 C 38/12

C 22 C 38/58

C 22 C 38/58

審査請求 未請求 請求項の数 10 O L (全 29 頁)

(21) 出願番号 特願2004-278056 (P2004-278056)
(22) 出願日 平成16年9月24日 (2004. 9. 24)
(31) 優先権主張番号 特願2003-335945 (P2003-335945)
(32) 優先日 平成15年9月26日 (2003. 9. 26)
(33) 優先権主張国 日本国 (JP)

(71) 出願人 000001258
J F E スチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号
(74) 代理人 100072051
弁理士 杉村 興作
(74) 代理人 100100125
弁理士 高見 和明
(74) 代理人 100101096
弁理士 德永 博
(74) 代理人 100086645
弁理士 岩佐 義幸
(74) 代理人 100107227
弁理士 藤谷 史朗
(74) 代理人 100114292
弁理士 来間 清志

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】高強度鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】自動車用鋼板等の用途に有用な、引張強度 (T_s) が 440 MPa 以上の高強度かつ高剛性であり、高 r 値 (r 値 ≥ 1.3) を有する高強度鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】本発明の高強度鋼板は、質量%で、C : 0.010~0.050%、Si : 0.01~1.0%、Mn : 1.0~3.0%、P : 0.005~0.1%、S : 0.01%以下、Al : 0.005~0.1%、N : 0.01%以下およびNb : 0.03~0.3%を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、 $(Nb/93)/(C/12) = 0.2 \sim 0.7$ の関係式を満たし、さらに、Mn、SiおよびNbの含有量が所定の関係式を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、圧延直角方向のヤング率が225 GPa以上、平均 r 値が1.3以上であることを特徴とする。

(式中のMn、Si、Mo、Cr、CuおよびNiは各々の元素の含有量(質量%)である)

【請求項4】

上記組成に加えて、さらにTi:0.1質量%以下を含有し、かつ、鋼中のTiとSとNの含有量が、
 $(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2.0$
 の関係式(式中のTi、SおよびNは各々の元素の含有量(質量%)である)を満足することを特徴とする請求項1、2または3に記載の高強度鋼板。

10 【請求項5】

表面にめっき層を有することを特徴とする請求項1～4のいずれか1項に記載の高強度鋼板。

【請求項6】

質量%で、

C:0.010～0.050%

Si:1.0%以下

Mn:1.0～3.0%

P:0.005～0.1%

S:0.01%以下

20 Al:0.005～0.5%

N:0.01%以下および

Nb:0.03～0.3%

を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、

$(Nb/93) / (C/12) = 0.2 \sim 0.7$

の関係式(式中のNbおよびCは各々の元素の含有量(質量%)である)を満たし、さらに、Mn、SiおよびNbの含有量が、下記(1)、(2)および(3)式を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、圧延直角方向のヤング率が225GPa以上、平均r値が1.3以上であることを特徴とする高強度鋼板。

記

$$\text{Mn当量 (\%)} = \text{Mn} + 0.1\text{Si} \quad \dots \dots \dots$$

・(1)

$$1.5 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq 3.0 \quad \dots \dots \dots$$

・(2)

$$-20\text{Nb} + 3.1 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq -20\text{Nb} + 4.5 \quad \dots$$

・(3)

(式中のMn、SiおよびNbは各々の元素の含有量(質量%)である)

【請求項2】

前記鋼板は、鋼板1/4板厚位置における板面に平行な(222)面、(200)面、(110)面および(310)面の各X線回折積分強度比が、

$P_{(222)} / \{ P_{(200)} + P_{(110)} + P_{(310)} \} \geq 1.5$ (式中の $P_{(222)}$ 、 $P_{(200)}$ 、 $P_{(110)}$ および $P_{(310)}$ は、各々鋼板1/4板厚位置における板面に平行な(222)面、(200)面、(110)面および(310)面の各X線回折積分強度比)なる関係を満足することを特徴とする請求項1に記載の高強度鋼板。

【請求項3】

上記組成に加えて、さらにMo:0.02質量%以上、Cr:0.05質量%以上、Cu:0.05質量%以上およびNi:0.05質量%以上の中から選択される1種または2種以上を合計で0.5質量%以下含有するとともに、前記(1)式に代えて、下記(4)式を満たすことを特徴とする請求項1または2に記載の高強度鋼板。

記

$$\text{Mn当量 (\%)} = \text{Mn} + 0.1\text{Si} + 3.5\text{Mo} + 1.3\text{Cr} + \text{Cu} +$$

Ni \dots \dots \dots (4)

30 30 Mn当量 (\%)) = Mn + 0.1Si \dots \dots \dots
 (1) 1.5 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq 3.0 \dots \dots \dots
 (2) -20Nb + 3.1 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq -20Nb + 4.5 \dots

・(3)
 (式中のMn、SiおよびNbは各々の元素の含有量(質量%)である。)

【請求項7】

質量%で、

C:0.010～0.050%

Si:1.0%以下

Mn:1.0～3.0%

50 P:0.005～0.1%

S : 0.01%以下
Al : 0.005~0.5%
N : 0.01%以下および
Nb : 0.01~0.3%

を含有し、かつ、鋼中のNbおよびCの含有量が、
 $(Nb/93)/(C/12) = 0.2 \sim 0.7$ (式中のNb, Cは各々の元素の含有量(質量%))
なる関係を満たし、さらに、Mn, SiおよびNbの含有量が、下記(1)、(2)および(3)式を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延して、平均結晶粒径が $8 \mu m$ 以下である熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に、焼純温度 : $800 \sim 950^{\circ}C$ で焼純を行い、次いで焼純温度から $500^{\circ}C$ までの温度域の平均冷却速度 : $5^{\circ}C/s$ 以上として冷却する冷延板焼純工程とを有することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

記

Mn当量 (%) = Mn + 0.1Si
· (1)	
$1.5 \leq \text{Mn当量} (\%) \leq 3.0$
· (2)	
$-20Nb + 3.1 \leq \text{Mn当量} (\%) \leq -20Nb + 4.5$..
· · (3)	
(式中のMn, SiおよびNbは各々の元素の含有量(質量%)である。)	

【請求項8】

上記組成に加えて、さらにMo : 0.02質量%以上、Cr : 0.05質量%以上、Cu : 0.05質量%以上およびNi : 0.05質量%以上の中から選択される1種または2種以上を合計で0.5質量%以下含有するとともに、前記(1)式に代えて、下記(4)式を満たすことを特徴とする請求項6または7に記載の高強度鋼板の製造方法。

記

Mn当量 (%) = Mn + 0.1Si + 3.5Mo + 1.3Cr + Cu + Ni (4)
(式中のMn, Si, Mo, Cr, CuおよびNiは各々の元素の含有量(質量%)である)	

【請求項9】

鋼スラブが、上記組成に加えて、さらにTi : 0.1質量%以下を含有し、かつ、鋼中のTi, SおよびNの含有量が、

$$(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2.0 \quad (\text{式中のTi, S, Nは各々の元素の含有量(質量%)})$$

なる関係を満足することを特徴とする請求項6、7または8に記載の高強度鋼板の製造方法。

【請求項10】

上記冷延板焼純工程の後の鋼板表面にめっき層を形成するめっき処理工程をさらに有することを特徴とする請求項6~9のいずれか1項に記載の高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

この発明は、自動車用鋼板等の使途に有用な、引張強度 (TS) が $440MPa$ 以上の高強度でかつ高剛性であり、高 r 値 (r 値 ≥ 1.3) を有する高強度鋼板およびその製造方法を提案しようとするものである。

【背景技術】

【0002】

近年、地球環境保全の観点から、 CO_2 の排出量を規制するため、自動車の燃費改善が要求されている。加えて、衝突時に乗員の安全を確保するため、自動車車体の衝突特性を中心とした安全性向上も要求されている。このように、自動車車体の軽量化と強化の双方が積極的に進められている。

【0003】

自動車車体の軽量化と強化を同時に満たすには、剛性に問題とならない範囲で部品素材を高強度化し、板厚を減ずることによる軽量化が効果的であると言われており、最近では高強度(高張力ともいう。)鋼板が自動車部品に積極的に使用されている。また、高強度化し、さらにヤング率を大きくして高剛性とすることができれば、自動車車体軽量化への寄与がさらに大きくなる。自動車の部材によっては、剛性が律速して、強度を上げても板厚を下げることができなかったり、わざわざ補強材を用いなければならないなどの問題があった。この場合、全ての方向に対して剛性が必要というわけではなく、部位によって必要な方向の剛性が保たれていればよい。

【0004】

軽量化効果は、使用する鋼板が高強度であるほど大きくなるため、自動車業界では、例えば内板および外板用のパネル用材料として引張強度 (TS) $440MPa$ 以上の鋼板を使用する動向にある。

【0005】

一方、鋼板を素材とする自動車部品の多くは、プレス加工によって成形されるため、自動車用鋼板は優れたプレス成形性を有していることが必要とされる。しかしながら、高強度鋼板は、通常の軟鋼板に比べて成形性、特に深絞り性が大きく劣化するため、自動車の軽量化を進める上での課題として、 $TS \geq 440MPa$ 、より好ましくは $TS \geq 500MPa$ で、しかも良好な深絞り成形性を兼ね備える鋼板の要求が高まっており、深絞り性の評価指標であるランクフォード値(以下「 r 値」という。)で、平均 r 値 ≥ 1.2 、さらには平均 r 値 ≥ 1.3 の高強度鋼板が要求されている。

【0006】

高 r 値を有しながら高強度化する手段としては、極低炭素鋼板中に固溶する炭素や窒素を固着する量の Ti と Nb を添加し、IF(Interstitial atom free) 化した鋼をベースとして、これに Si, Mn, P などの固溶強化元素を添

加する手法があり、例えば特許文献1に開示されている方法がある。

【特許文献1】特開昭56-139654号公報

【0007】

特許文献1は、C:0.002~0.015%、Nb: C%×3~C%×8+0.020%、Si: 1.2%以下、Mn: 0.04~0.8%、P: 0.03~0.10%の組成を有する、引張強度（引張強さともいう。）35~45kg/mm²級（340~440MPa級）の非時効性を有する成形性の優れた高張力冷延鋼板に関する技術である。

【0008】

しかしながら、このような極低炭素鋼を素材として固溶強化元素を添加する技術では、引張強度が440MPa以上あるいはさらに500MPa以上や590MPa以上といった高強度の鋼板を製造しようとするとき、合金元素添加量が多くなり、表面外観上の問題や、めっき性の劣化、2次加工脆性の顕在化などの問題が生じてくることがわかつてきたり。また、多量に固溶強化成分を添加すると、r値が劣化するので、高強度化を図るほどr値の水準は低下してしまう問題があつた。さらに、C量を上記引用文献1に具体的に開示されているような0.010%未満という極低炭素域まで低減するためには製鋼工程で真空脱ガスを行なわなければならず、すなわち、これは製造過程でCO₂を多量に発生することになり、地球環境保全の観点からも好ましい技術とは言い難い。

【0009】

鋼板の高強度化の方法として、前述のような固溶強化法以外に組織強化法がある。例えば、軟質なフェライト相と硬質なマルテンサイト相からなる複合組織鋼板であるDP（Dual-Phase）鋼板がある。DP鋼板は、一般的に延性については概ね良好であり、優れた強度-延性バランス（TS×EI）を有し、そして降伏比が低いという特徴、すなわち、引張強度の割に降伏応力が低く、プレス成形時の形状凍結性に優れるという特徴があるが、r値が低く深絞り性に劣る。これは、マルテンサイト形成に必須である固溶Cが、高r値化に有効な{111}再結晶集合組織の形成を阻害するからと言われている。

【0010】

このような複合組織鋼板のr値を改善する試みとしては、例えば、特許文献2あるいは特許文献3の技術がある。

【0011】

特許文献2には、冷間圧延後、再結晶温度～Ac₃変態点の温度で箱焼鈍を行い、その後、複合組織とするため700~800℃に加熱した後、焼入焼戻しを行なう方法が開示されている。しかしながら、この方法では、連続焼鈍時に焼入焼戻しを行なうため、製造コストが問題となる。また、箱焼鈍は、連続焼鈍に比べて処理時間や効率の面で劣る。

【特許文献2】特公昭55-10650号公報

【特許文献3】特開昭55-100934号公報

【0012】

特許文献3の技術は、高r値を得るために冷間圧延後、まず箱焼鈍を行い、この時の温度をフェライト（α）-オーステナイト（γ）の2相域とし、その後、連続焼鈍を行うものである。この技術では、箱焼鈍の均熱時にα相からγ相にMnを濃化させる。このMn濃化相は、その後の連続焼鈍時に優先的にγ相となり、ガスジェット程度の冷却速度でも混合組織が得られるものである。しかしながら、この方法では、Mn濃化のため比較的高温で長時間の箱焼鈍が必要であり、そのため、鋼板間の密着の多発、テンパークラーの発生および炉体インナーカバーの寿命低下など製造工程上多くの問題がある。

【0013】

また、特許文献4には、C: 0.003~0.03%、Si: 0.2~1%、Mn: 0.3~1.5%、Ti: 0.02~0.2%（ただし、（有効Ti）/（C+N）の原子濃度比を0.4~0.8）含有する鋼を、熱間圧延し、冷間圧延した後、所定温度に加熱後急冷する連続焼鈍を施すことを特徴とする深絞り性及び形状凍結性に優れた複合組織型高張力冷延鋼板の製造方法が開示されており、具体的には、質量%で、0.012%C-0.32%Si-0.53%Mn-0.03%P-0.051%Tiの組成の鋼を冷間圧延後α-γの2相域である870℃に加熱後、100℃/sの平均冷却速度で冷却することにより、r値=1.61、TS=482MPaの複合組織型冷延鋼板が製造可能である旨が示されている。しかし、100℃/sという高い冷却速度を得るには水焼入設備が必要となる他、水焼入した鋼板は表面処理性の問題が顕在化するため、製造設備上および材質上の問題がある。

【特許文献4】特公平1-35900号公報

【0014】

さらに、特許文献5には、C含有量との関係でV含有量の適正化を図ることで複合組織鋼板のr値を改善する技術が開示されている。これは、再結晶焼鈍前には鋼中のCをV系炭化物として析出させて固溶C量を極力低減させて高r値を図り、引き続きα-γの2相域で加熱することにより、V系炭化物を溶解させてγ中にCを濃化させてその後の冷却過程でマルテンサイト相を生成させるものである。しかしながら、Vの添加は、高価であるためコストの上昇を招くこと、さらに熱延板中に析出したVCHは、冷間圧延時の変形抵抗を高くするため、実施例に開示されているような圧下率70%での冷間圧延は、ロールへの負荷を大きくしてトラブル発生の危険性を増大させるとともに、生産性の低下が懸念されるなどの製造上の問題がある。

【特許文献5】特開2002-226941号公報

【0015】

また、深絞り性に優れた高強度鋼板およびその製造方法の技術として、特許文献6の技術がある。この技術は、所定のC量を含有し、平均r値が1.3以上、かつ組織

7
中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種類以上を合計で3%以上有する高強度鋼板を得るものであり、その製造方法は、冷間圧延の圧下率を30~95%とし、次いでAlとNのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達させてr値を高めるための焼純と、引き継ぎ組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種類以上を合計で3%以上有するようにするための熱処理を行うことを特徴とするものである。この方法では、冷間圧延後、良好なr値を得るための焼純と、組織を作り込むための熱処理をそれぞれ必要としており、また、焼純工程では、その保持時間が1時間以上という長時間保持を必要としており、工程的(時間的)に生産性が悪いという問題がある。さらに、得られる組織の第2相分率が比較的高いため、優れた強度延性バランスを安定的に確保することは難しい。

【特許文献6】特開2003-64444号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0016】

深絞り性に優れる(軟)鋼板を高強度化するにあたり、従来検討されてきた固溶強化による高強度化の方法には、多量の或いは過剰な合金成分の添加が必要であり、これは、コスト的にも工程的にも、またr値の向上そのものにも課題を抱えるものであった。

【0017】

また、組織強化を利用した方法では、2回焼純(加熱)法や高速冷却設備を必要とするため、製造工程上の問題があり、さらに、VCを活用した方法も開示されているが、高価なVの添加はコストの上昇を招く他、VCの析出は圧延時の変形抵抗を高くするため、これもまた安定した製造を困難にするものであった。

【0018】

この発明は、このような従来技術の問題点を有利に解決した、高強度鋼板およびその製造方法を提案することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0019】

本発明者らは、上記した課題を達成するため、鋼板のミクロ組織および再結晶集合組織に及ぼす合金元素、および焼純温度条件の影響について鋭意研究を重ねた。

【0020】

その結果、C含有量を0.010~0.050質量%とし、Nb量を0.03~0.3質量%とし、さらにMn、SiおよびNbの含有量が、下記(1)、(2)および(3)式を満たすようにすることで、熱延板が微細化し、焼純後のr値に好ましい熱延集合組織が発達し、固溶炭素を一部NbCとして固定し、固溶Cとセメントタイトの量を限定することができるため、冷延焼純後、高い圧延直角方向のヤング率と高いランクフォード値(r値)が得られること、また、再結晶焼純で $\alpha - \gamma$ の2相域中、800~950°Cの温度域で加熱するこ

とにより、オーステナイト中にCを濃化させ、その後、5°C/s以上の冷却速度で少なくとも500°Cまで冷却することで、フェライト相(ポリゴナルフェライト相やベイニチックフェライト相を含む)を主相とする中に、第2相としてマルテンサイト相を生成させ、ランクフォード値が高く、圧延直角方向のヤング率が高い、深絞り成形性が良好で高剛性である複合組織型高強度鋼板が製造可能であることを見出した。特に、熱延板の状態を制御する、Nb量とMn当量の適正化は本発明の重要な要件である。

記

$$\text{Mn当量} (\%) = \text{Mn} + 0.1\text{Si} \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot (1) \quad 1.5 \leq \text{Mn当量} (\%) \leq 3.0 \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot (2) \quad -20\text{Nb} + 3.1 \leq \text{Mn当量} (\%) \leq -20\text{Nb} + 4.5 \quad \dots \dots \dots$$

・ (3)
(式中のMn、SiおよびNbは各々の元素の含有量(質量%)である)

【0021】

すなわち、この発明の要旨は以下の通りである。

(I) 質量%で、

C : 0.010~0.050%

Si : 1.0%以下

Mn : 1.0~3.0%

P : 0.005~0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005~0.5%

N : 0.01%以下および

【0022】

Nb : 0.03~0.3% を含有し、かつ、Nb含有量とC含有量が、

$$(\text{Nb}/93) / (\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$$

の関係式(式中のNbおよびCは各々の元素の含有量(質量%)である)を満たし、さらに、Mn、SiおよびNbの含有量が、下記(1)、(2)および(3)式を満たし、残部は実質的にFeおよび不可避的不純物からなる成分組成を有するとともに、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、圧延直角方向のヤング率が225GPa以上、平均r値が1.3以上であることを特徴とする高強度鋼板。

記

$$\text{Mn当量} (\%) = \text{Mn} + 0.1\text{Si} \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot (1) \quad 1.5 \leq \text{Mn当量} (\%) \leq 3.0 \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot (2) \quad -20\text{Nb} + 3.1 \leq \text{Mn当量} (\%) \leq -20\text{Nb} + 4.5 \quad \dots \dots \dots$$

・ (3)
(式中のMn、SiおよびNbは各々の元素の含有量(質量%)である)

【0023】

(6)

特開2005-120472

10

度：800～950°Cで焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500°Cまでの温度域における平均冷却速度：5°C/s以上として冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

記

$$\text{Mn当量 (\%)} = \text{Mn} + 0.1\text{Si} \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot (1) \quad 1.5 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq 3.0 \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot (2) \quad -20\text{Nb} + 3.1 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq -20\text{Nb} + 4.5 \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot \cdot (3) \quad (\text{式中のMn, SiおよびNbは各々の元素の含有量(質量\%)である。})$$

【0027】

(VII) 質量%で、

C : 0.010～0.050%

Si : 1.0%以下

Mn : 1.0～3.0%

P : 0.005～0.1%

S : 0.01%以下

Al : 0.005～0.5%

N : 0.01%以下および

Nb : 0.01～0.3%

を含有し、かつ、鋼中のNbおよびCの含有量が、
 $(\text{Nb}/93)/(\text{C}/12) = 0.2 \sim 0.7$ (式中のNb, Cは各々の元
 素の含有量(質量%))

なる関係を満たし、さらに、Mn, SiおよびNbの含有量が、下記(1), (2)および(3)式を満たす組成になる鋼スラブを熱間圧延して、平均結晶粒径が8μm以下である熱

30 延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し、冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に、焼鈍温度：800～950°Cで焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500°Cまでの温度域の平均冷却速度：5°C/s以上として冷却する冷延板焼鈍工程とを有することを特徴とする高強度鋼板の製造方法。

記

$$\text{Mn当量 (\%)} = \text{Mn} + 0.1\text{Si} \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot (1) \quad 1.5 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq 3.0 \quad \dots \dots \dots$$

$$40 \cdot (2) \quad -20\text{Nb} + 3.1 \leq \text{Mn当量 (\%)} \leq -20\text{Nb} + 4.5 \quad \dots \dots \dots$$

$$\cdot \cdot (3) \quad (\text{式中のMn, SiおよびNbは各々の元素の含有量(質量\%)である。})$$

【0028】

(VIII) 上記組成に加えて、さらにMo : 0.02質量%以上、Cr : 0.05質量%以上、Cu : 0.05質量%以上およびNi : 0.05質量%以上の中から選択される1種または2種以上を合計で0.5質量%以下含有するとともに、前記(1)

50 式に代えて、下記(4)式を満たすことを特徴とする上記

(V I) または (V I I) に記載の高強度鋼板の製造方法。

記

$$\text{Mn当量 (\%)} = \text{Mn} + 0.1\text{Si} + 3.5\text{Mo} + 1.3\text{Cr} + \text{Cu} + \text{Ni}$$
(4)

(式中の Mn、 Si、 Mo、 Cr、 Cu および Ni は各々の元素の含有量 (質量%) である)

【0029】

(I X) 鋼スラブが、上記組成に加えて、さらに Ti : 0.1 質量% 以下を含有し、かつ、鋼中の Ti、S および N の含有量が、

$$(Ti/48) / \{ (S/32) + (N/14) \} \leq 2.0 \quad (\text{式中の Ti, S, N は各々の元素の含有量 (質量%)})$$

なる関係を満足することを特徴とする上記 (V I) 、 (V I I) または (V I I I) に記載の高強度鋼板の製造方法。

【0030】

(X) 上記冷延板焼鈍工程の後の鋼板表面にめっき層を形成するめっき処理工程をさらに有することを特徴とする上記 (V I) ~ (I X) のいずれか 1 項に記載の高強度鋼板の製造方法。

【発明の効果】

【0031】

この発明は、C含有量が 0.010~0.050 質量% の範囲において、従来の極低炭素 IF 鋼のように深絞り性に悪影響を及ぼす固溶 C の低減を徹底せずに、マルテンサイト形成に必要な程度の固溶 C を残存させた状態下にもかかわらず、[111] 再結晶集合組織を発達させて平均 r 値 ≥ 1.3 を確保して良好な深絞り性を有するとともに、鋼組織をフェライト相と、マルテンサイト相を含む複合組織とすることで、TS440MPa 以上、より好ましくは TS500MPa 以上、さらに好ましくは TS590MPa 以上の高強度化を達成したものである。

【0032】

この理由については、必ずしも明らかではないが、次のように考えられる。

高 r 値化、すなわち [111] 再結晶集合組織を発達させるためには、従来軟鋼板においては、冷間圧延および再結晶前の固溶 C を極力低減することや熱延板組織を微細化することなどが有効な手段とされてきた。一方、前述のような DP 鋼板では、マルテンサイト形成に固溶 C を必要とするため、母相の再結晶集合組織が発達せず r 値が低かった。しかしながら、本発明では、母相であるフェライト相の [111] 再結晶集合組織発達と、マルテンサイト相の形成の双方を可能にする絶妙の好成分範囲が存在することを新たに見出した。すなわち、従来の DP 鋼板（低炭素鋼レベル）よりも C 量を低減しつつ、極低炭素鋼よりは C 量が多いという、0.010~0.050 質量% の C 含有量とし、加えて、この C 含有量に合わせて適切な Nb 添加を行なうことで、[111] 再結晶集合組織の発達と、マル

テンサイト相の形成の双方を同時に達成できることを新たに見出した。

【0033】

従来から知られているように、Nb は再結晶遅延効果があるため、熱間圧延時の仕上温度を適切に制御することで熱延板組織を微細化することが可能であり、さらに鋼中において Nb は高い炭化物形成能を有している。

【0034】

10 本発明では、特に、熱延仕上温度を変態点直上の適正範囲にして熱延板組織を微細化する以外に、熱間圧延後のコイル巻取温度も適正に設定することで、熱延板中に NbC を析出させ、冷間圧延前および再結晶前の固溶 C の低減を図っている。

【0035】

ここで、Nb 含有量と C 含有量が、 $(Nb/93)/(C/12) = 0.2 \sim 0.7$ を満たすように設定することで、敢えて NbC として析出しない C を存在させている。

【0036】

20 従来このような C の存在が [111] 再結晶集合組織の発達を阻害するとされてきたが、本発明では、全 C 含有量を NbC として析出固定せず、マルテンサイト相の形成に必要な固溶 C が存在しながらも高 r 値化を達成できる。

【0037】

30 この理由は定かではないが、固溶 C の存在による [111] 再結晶集合組織形成に対する負の要因よりも、熱延板組織の微細化に加え、マトリックス中に微細な NbC を析出させることで冷間圧延時に粒界近傍に歪を蓄積させ粒界からの [111] 再結晶粒の発生を促進するという正の要因の方が大きいためと考えられる。特にマトリックス中に NbC を析出させることの効果は、従来の極低炭素鋼程度の C 含有量ではなく、本発明の C 含有量の適正範囲 (0.010~0.050 質量%) において初めてその効果を発揮するものと推測され、この C 含有量の適正範囲を見出したことが本発明の技術思想の基盤となっている。

【0038】

そして、NbC 以外の C、その存在形態はおそらくセメントサイト系炭化物或いは固溶 C であると推測されるが、これら NbC として固定されなかった C の存在により、焼鈍工程における冷却時にマルテンサイト相を形成可能とし高強度化にも成功したのである。

【0039】

40 また、本発明では、圧延直角方向の高ヤング率化を達成している。高ヤング率については、1 つは、集合組織制御の影響がある。詳細は不明であるが、これまで述べてきた Nb と Mn 当量の制御により達成されたものである。Nb はオーステナイト域での圧延後の再結晶を遅延させ、未再結晶組織を発達させる。この状態でフェライト変態することにより熱延板が微細化するとともに、加工組織からの変態により、通常ランダムな熱延板に集合組織が発達する。さらに、Mn の添加により変態点が低下するの

でその集合組織がより強固になると考えられる。この熱延板の集合組織は、冷延焼鉈後に、圧延直角方向のヤング率を上昇させると考えられる。加えて、NbCは、複合的に高剛性化に寄与していると考えられる。その理由は明らかではないが、NbCの析出強化、析出物の周囲の歪場が影響しているのではないかと考えられる。

【0040】

この発明の製造方法によれば、従来技術に対し、製鋼工程においては極低炭素鋼とするための脱ガス工程が不要であること、また固溶強化を利用するための過剰な合金元素の添加も不要でありコスト的に有利である。さらに、合金コストおよび圧延荷重を高めるVのような特別な元素の添加も必要ない。

【発明を実施するための最良の形態】

【0041】

以下に本発明を詳細に説明する。

なお、元素の含有量の単位はいずれも「質量%」であるが、以下、特に断らない限り、単に「%」で示す。

まず、本発明の高強度鋼板の成分組成を限定した理由について説明する。

【0042】

C : 0.010~0.050%

Cは、後述のNbとともに本発明における重要な元素である。Cは、高強度化に有効であり、フェライト相を主相としマルテンサイト相を含む第2相を有する複合組織の形成を促進するので、本発明では複合組織形成の観点からCを0.010%以上含有する必要があり、好ましくは0.015%以上、より好ましくは0.020%以上とする。一方、0.050%を超えるCの含有は良好なr値が得られなくなることから、C含有量の上限を0.050%とし、好ましくは0.030%以下とする。なお、高強度化するには、C含有量が多いほど好ましい。

【0043】

Si : 1.0%以下

Siは、フェライト変態を促進させ、未変態オーステナイト中のC含有量を上昇させてフェライト相とマルテンサイト相の複合組織を形成させやすくする他、固溶強化の効果があるが、Siを1.0%を超えて含有すると、熱間圧延時に赤スケールと称される表面欠陥が発生するため、鋼板とした時の表面外観を悪くする。また、溶融亜鉛めっきを施す場合には、めっきの濡れ性を悪くしてめっきむらの発生を招き、めっき品質が劣化するので、Si含有量は1.0%以下とする必要があり、好ましくは0.7%以下とする。なお、Si含有量の下限値は、上記効果を得るために、0.01%とすることが好ましく、より好ましくは0.05%とする。

【0044】

Mn : 1.0~3.0%

Mnは、高強度化に有効であるとともに、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を低くする作用があり、焼

鈍後の冷却時にマルテンサイト相の形成を促すため、要求される強度レベルおよび焼鈍後の冷却速度に応じて含有するのが好ましく、また、Mnは、Sによる熱間割れを防止するのに有効な元素である。このような観点から、Mnは1.0%以上含有する必要があり、好ましくは1.2%以上とする。一方、3.0%を超える過度のMnを含有することは、r値および溶接性を劣化させるので、Mn含有量の上限は3.0%とする。

【0045】

10 さらに、Mn含有量の限定については、先ほど述べたようにMn当量でNb含有量との関係等で限定することが本発明で重要となる。なおここでMn当量は、Mn、Siの含有量から、 $Mn\text{当量} = Mn + 0.1Si \dots (1)$ (式中のMnおよびSiは各々の元素の含有量(質量%))により算出される。具体的には、Mn当量(%)を、1.5~3.0とし、かつ、 $-20Nb + 3.1 \sim -20Nb + 4.5$ とすることが必要である。Nb含有量やMn当量が少ないと、r値に好ましい熱延板の集合組織や微細化、高ヤング率化が達成できない。逆にNb含有量やMn当量が多いと、熱延板が硬質化し、冷間圧延の負荷となるので好ましくない。

【0046】

すなわち、Mn当量が1.5%未満では、マルテンサイト相を作りにくくなるので好ましくない。Mn当量が3.0%を超えると、十分なr値やヤング率の値が得られず、成形性が悪くなる。また、Mn当量が $-20Nb + 3.1$ 未満だと、熱延板の微細化や所望の集合組織の発達が達成できず、焼鈍後のr値を1.3以上かつ圧延直角方向のヤング率が225MPa以上にすることができない。Mn当量が $-20Nb + 4.5$ を超えると、r値に好ましい集合組織を達成できず、r値や圧延直角方向のヤング率が低下する。

【0047】

P : 0.005~0.1%

Pは、固溶強化の効果がある元素である。しかしながら、P含有量が0.005%未満では、その効果が現れないだけでなく、製鋼工程において脱りんコストの上昇を招く。したがって、Pは0.005%以上含有するものとし、好ましくは0.01%以上含有させる。一方、0.1%を超える過剰なPの含有は、Pが粒界に偏析し、耐二次加工脆性および溶接性を劣化させる。また、溶融亜鉛めっき鋼板とする際には、溶融亜鉛めっき後の合金化処理時に、めっき層と鋼板の界面における鋼板からめっき層へのFeの拡散を抑制し、合金化処理性を劣化させる。そのため、高温での合金化処理が必要となり、得られるめっき層は、パウダリング、チッピング等のめっき剥離が生じやすいものとなる。従って、P含有量の上限は0.1%とした。

【0048】

S : 0.01%以下

Sは、不純物であり、熱間割れの原因になる他、鋼中に介在物として存在し鋼板の諸特性を劣化させるので、

できるだけ低減する必要がある。具体的には、S含有量は、0.01%までは許容できるため、0.01%以下とする。

【0049】

Al : 0.005~0.5%

Alは、鋼の脱酸元素として有用である他、不純物として含有している固溶Nを固定して耐常温時効性向上させる作用があり、さらに、Alはフェライト生成元素として、 $\alpha - \gamma$ 2相域の温度調整成分としても有用である。かかる作用を發揮させるためには、Al含有量は0.005%以上とする必要がある。一方、0.5%を超えるAlの含有は、高価なAlの過剰添加による合金コストの上昇を招き、さらに表面欠陥を誘発するので、Al含有量の上限を0.5%とする。より好ましくは0.1%以下である。

【0050】

N : 0.01%以下

Nは、耐常温時効性を劣化させる元素であり、できるだけ低減することが好ましい元素である。N含有量が0.01%を超えると、Nによる耐常温時効性の劣化を防止するために、多量のAlやTi添加が必要となることから、N含有量の上限を0.01%とする。

【0051】

Nb : 0.03~0.3%、かつ $(Nb/93) / (C/12) = 0.2 \sim 0.7$

Nbは、Mnと同様に本発明で重要な元素である。Nbは、主に3つの役割を有する。Nbの第1の役割は、炭素を一部NbCとして熱延板の固溶Cを固定することである。ただし、従来のようにNbで全て炭素を固定する必要はない。逆に、Nbで固溶Cを固定しすぎると、焼鈍時に γ 相へ十分な炭素を濃縮させることができず、高強度化できないという問題が生じる。この観点より、Nb含有量(質量%)とC含有量(質量%)を、 $(Nb/93) / (C/12) = 0.2 \sim 0.7$ の関係式を満足させる必要がある。なお、ここで式中の元素記号(Nb, C)は、各々の元素の含有量(質量%)を示している。また、 $(Nb/93) / (C/12)$ は、NbとCの原子濃度比を表している。

【0052】

$(Nb/93) / (C/12)$ が0.2未満では、固溶Cの存在量が多く、高r値化に有効な[111]再結晶集合組織の形成を阻害することになる。また、 $(Nb/93) / (C/12)$ が0.7を超えると、マルテンサイト相を形成するのに必要なC量を鋼中に存在させることを妨げるので、最終的にマルテンサイト相を含む第2相を有する組織が得られない。したがって、Nb含有量を0.03~0.3%とし、さらにNb含有量とC含有量を、 $(Nb/93) / (C/12) = 0.2 \sim 0.7$ を満足する範囲とした。より好ましくは $(Nb/93) / (C/12) = 0.3 \sim 0.5$ とする。

【0053】

Nbの第2の役割は、熱延組織の調整である。Nbは、熱間圧延での再結晶を遅らせ、圧延歪を効果的に微細化に利用できる働きをもっている。さらに、Mn(当量)との

組み合わせにより、冷延焼鈍後のr値に好ましい熱延集合組織が得られる。これは、小傾角粒界でも効果的にr値に好ましい再結晶方位を生み出す役割をもっている。

【0054】

Nbの第3の役割は、高剛性への寄与である。NbCの存在により、同じ集合組織でも、より剛性率を上昇させることが可能であることを見出した。その理由は、明らかではないが、NbCの析出強化や、析出物の周囲の歪場が影響しているのではないかと考えられる。

【0055】

上記Nbの効果を得るために、Nb含有量は0.03%以上とする必要がある。Nb含有量が0.03%未満では、剛性を高める効果がなくなること、また、熱延板の微細化効果もなくなるので好ましくない。一方、本発明では、焼鈍後の冷却過程でマルテンサイト相を形成させるための固溶Cを必要とするが、0.3%を超える過剰のNb含有は、これを妨げることになるので、Nb含有量の上限を0.3%とする。なお、Nb含有量が0.15%を超えると、熱間圧延での圧延荷重が高くなり、また、熱延板が硬質化し、冷間圧延を行う際には負荷が大きくなりやすいため、Nb含有量は0.15%以下とすることが好ましい。

【0056】

以上が本発明の高強度鋼板の基本組成である。

なお、本発明では、上記した組成に加えてさらに下記に示すMo、Cr、CuおよびNiの中から選択される1種または2種以上、および/またはTiを、必要に応じて添加してもよい。

【0057】

Mo : 0.02質量%以上、Cr : 0.05質量%以上、Cu : 0.05質量%以上およびNi : 0.05質量%以上の中から選択される1種または2種以上を合計で0.5質量%以下

Mo、Cr、CuおよびNiは、Mnと同様、マルテンサイト相が得られる臨界冷却速度を遅くする作用をもち、焼鈍後の冷却時にマルテンサイト相の形成を促す元素であり、強度レベル向上に効果がある。Mo、Cr、CuおよびNiは、鋼中に不可避的不純物としてMo : 0.02%未満、Cr : 0.05%未満、Cu : 0.05%未満およびNi : 0.05%未満の範囲で含有する場合があるが、上記効果を得るためにMoは0.02%以上、Cr : 0.05%以上、Cu : 0.05%以上およびNi : 0.05%以上の中から選択される1種または2種以上を合計で0.5質量%以下含有させることが好ましい。

【0058】

しかしながら、これらの成分の1種または2種以上の元素の合計で0.5%を超える過剰な添加は、その効果が飽和するだけでなく、高価な成分によるコストの上昇を招くことから、Mo、Cr、CuおよびNiの1種または2種以上の元素の合計含有量の上限は0.5%とすることが好ましい。なお、Mo、Cr、CuおよびNiの含有量の下限値は、より好適には、それぞれ0.05%、0.1%、0.1%および0.1%とし、Mo、Cr、CuおよびNiの各含有量の上限値はい

ずれも0.5%とすることが好ましい。

【0059】

加えて、Mo、Cr、Ni及び/またはCuを添加した場合には、上記Mn当量は、上記(1)式に代えて、Mn当量 (%) = Mn + 0.1Si + 3.5Mo + 1.3Cr + Cu + Ni ··· (4) (式中のMn、Si、Mo、Cr、CuおよびNiは各々の元素の含有量(質量%))により算出する。

【0060】

Ti : 0.1%以下、かつ鋼中のTiとSとNの含有量が (Ti / 48) / { (S / 32) + (N / 14) } ≤ 2.0

Tiは、Alと同等或いはAl以上に固溶Nの析出固定に効果がある元素であり、鋼中に不可避的不純物として、0.005%未満の範囲で含有している場合があるが、上記効果を得るためにTiを0.005%以上含有させることが好ましい。しかしながら、0.1%を超える過剰の添加は、コストの上昇を招くばかりか、TiCの形成によりマルテンサイト相の形成に必要な固溶Cを鋼中に残すことを妨げる。したがって、Ti含有量は、0.1%以下とすることが好ましい。

【0061】

また、Tiは鋼中でSおよびNと優先的に結合し、次いでCと結合する。鋼中の介在物の形成等によるTiの歩留まり低下を考慮すると、(Ti / 48) / { (S / 32) + (N / 14) } が2.0を超えるTi添加量では、S、Nを固定するというTi添加の効果は飽和し、かえってTiCの形成を促進して鋼中に固溶Cを残すことを妨げるという弊害が大きくなる。したがって、Ti含有量は鋼中で優先的に結合するSおよびNの含有量との関係で、(Ti / 48) / { (S / 32) + (N / 14) } ≤ 2.0を満足することが好ましい。なお、ここで該関係式中のTi、S、Nは各々の元素の含有量(質量%)である。

【0062】

また、本発明では、上記した成分以外の残部は実質的に鉄および不可避的不純物の組成とすることが好ましい。不可避的不純物としては、例えば前述したようにMo : 0.02%未満、Cr : 0.05%未満、Cu : 0.05%未満およびNi : 0.05%未満の他、Ti : 0.005%未満等が挙げられる。

【0063】

なお、通常の鋼組成範囲内であれば、B、Ca、REM等を含有しても何ら問題はない。例えば、Bは、鋼の焼入性を向上する作用をもつ元素であり、必要に応じて含むことができる。しかし、その含有量が0.003%を超えるとその効果が飽和するため、0.003%以下とすることが好ましい。

【0064】

また、CaおよびREMは、硫化物系介在物の形態を制御する作用をもち、これにより鋼板の諸特性の劣化を防止する。このような効果は、CaおよびREMのうちから選ばれた1種または2種の含有量が合計で0.01%を超えると飽和する傾向があるので、これ以下とすることが好まし

い。

【0065】

なお、その他の不可避的不純物としては、例えばSb、Sn、Zn、Co等が挙げられ、これらの含有量の許容範囲としては、Sb : 0.01%以下、Sn : 0.1%以下、Zn : 0.01%以下、Co : 0.1%以下の範囲である。

【0066】

そして、本発明の高強度鋼板は、上記鋼組成を有することに加えて、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有し、圧延直角方向のヤング率が225GPa以上、平均r値が1.3以上であることが必要である。

【0067】

(I) 面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有すること

本発明の高強度鋼板は、良好な深絞り性を有し、引張強度≥440MPaの鋼板とするために、面積率で50%以上のフェライト相と、面積率で1%以上のマルテンサイト相を含む鋼組織を有する鋼板、いわゆる複合組織鋼板であることが必要である。特に、本発明では、50%以上の面積率を占めるフェライト相の[111]再結晶集合組織を発達させることによって、平均r値≥1.3を達成することができる。フェライト相が少なくなり、面積率で50%未満となると、良好な深絞り性を確保することが困難となり、プレス成形性が低下する傾向がある。なお、フェライト相は、面積率で70%以上とすることが好ましく、また、複合組織の利点を利用するため、フェライト相は面積率で99%以下とするのが好ましい。

【0068】

ここで、「フェライト相」とは、ポリゴナルフェライト相のほか、オーステナイト相から変態した転位密度の高いベイニチックフェライト相を含む。

【0069】

また、本発明では、マルテンサイト相が存在することが必要であり、マルテンサイト相を面積率で1%以上含有する必要がある。マルテンサイト相が1%未満では、良好な強度延性バランスを得ることが難しい。さらに、マルテンサイト相は、3%以上とすることが好ましい。なお、マルテンサイト相は、r値を良好にする上で30%以下とすることが好ましい。

【0070】

加えて、上記したフェライト相、マルテンサイト相の他に、ペーライト相、ベイナイト相あるいは残留オーステナイト(γ)相などを含んだ組織としてもよい。さらに、上記したフェライト相とマルテンサイト相の効果を十分得るために、フェライト相の面積率とマルテンサイト相の面積率の合計を80%以上とすることが好ましい。なお、フェライト相、マルテンサイト相は走査型電子顕微鏡での観察により、同定すればよく、面積率は走査型電子顕微鏡による微視組織写真を撮像して求めればよ

い。

【0071】

(II) 圧延直角方向のヤング率が225GPa以上であること
本発明では、Nb含有量を0.03~0.3%とし、さらにMn当量を1.5~3.0でかつ-20Nb+3.1~-20Nb+4.5に適正化することにより、ヤング率225GPa以上を達成できた。ここで、ヤング率とは、物質の弾性定数の1つであり、自動車などの部品を設計する上で欠かせないパラメータのひとつとなっている。ヤング率の測定法は、主に2つの方法に大別され、一つは応力と歪の測定による方法で、もうひとつは音速の測定などの静的な方法があり、本発明では、共振周波数を測定するモジュールr値法によりヤング率を測定する。ヤング率を225GPa以上とすることにより、自動車部品の剛性が上昇し、自動車車体の軽量化効果が大きくなる。

【0072】

(III) 平均r値が1.3以上であること

本発明の高強度鋼板は、上記成分組成および鋼組織を満足するとともに、平均r値が1.3以上であることが必要である。

【0073】

ここで、「平均r値」とは、JIS Z 2254で求められる平均塑性ひずみ比を意味し、以下の式から算出される値である。

$$\text{平均r値} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$$

なお、r₀、r₄₅およびr₉₀は、試験片を板面の圧延方向に対し、それぞれ0°、45°および90°方向（圧延直角方向）に採取し測定した塑性ひずみ比である。

【0074】

本発明の高強度鋼板は、上記成分、鋼ミクロ組織および特性を満足すると共に、集合組織として、鋼板1/4板厚位置におけるX線回折により求めた、板面に平行な(222)面、(200)面、(110)面および(310)面の各積分強度比P(222)、P(200)、P(110)、P(310)が、P(222)/{P(200)+P(110)+P(310)}≥1.5を満足することが好ましく、より好ましくはP(222)/{P(200)+P(110)+P(310)}≥2.0とする。

【0075】

従来、板面が[111]面に平行な集合組織をもつ場合はr値が高いが、[110]面や[100]面に平行な集合組織ではr値が低いことが知られている。

本発明鋼板におけるr値と集合組織の相関について鋭意研究を進めたところ、詳細はまだ明らかではないが、[310]面は少ないながらも[100]、[110]面同様、r値を低下させる集合組織であり、これを低減することが高r値化に寄与することを見出した。これは、詳細は明らかではないが、Nb添加により熱延時の未再結晶γ域での圧下率が高いことや、前述した微細なNbCの析出、およびNbCとして析出固定されないCの存在などが、[310]面低減に寄与していると考えられる。

【0076】

なお、[111]集合組織とは、鋼板面垂直方向に結晶の<111>方向が向いていることを言う。結晶学およびBraggの反射条件から、体心立方構造であるα-Feの場合、[111]面の回折としては、(111)面では起こらず、(222)面で起こる為、X線回折積分強度比としては(222)面の値(P₍₂₂₂₎)を用いた。(222)面は、鋼板板面垂直方向には[222]方向が向いているので、実質<111>方向と同じ方向である。よって(222)面の強度比が高いことは、[111]集合組織が発達していることに対応する。[100]面に対しても同様の理由から、(200)面の値(P₍₂₀₀₎)を用いた。

【0077】

ここで、X線回折積分強度比とは、無方向性標準試料(不規則試料)のX線回折積分強度を基準としたときの相対的な強度である。X線回折は、角度分散型、エネルギー分散型のいずれでもよく、X線源は特性X線でも白色X線でもよい。測定面は、α-Feの主要回折面である(110)から(420)までの7面から10面を測定することが望ましい。また、鋼板1/4板厚位置とは、具体的には、鋼板表面から測定して、鋼板の板厚の1/8~3/8の範囲を指し、X線回折は、この範囲の任意の面で行えばよい。

【0078】

本発明の高強度鋼板は、冷延鋼板をはじめ、電気めっきあるいは溶融亜鉛めっきなどの表面処理を施してめっき層を有する鋼板、いわゆるめっき鋼板等をも含むものである。ここで、「めっき」とは、純亜鉛の他、亜鉛を主成分として合金元素を添加した亜鉛系合金めっき、あるいは純Alの他、Alを主成分として合金元素を添加したAl系合金めっきなど、従来鋼板表面に施されているめっき層も含む。

【0079】

次に、本発明の高強度鋼板の好ましい製造方法について説明する。
本発明の製造方法に用いられる鋼スラブの組成は、上述した鋼板の組成と同様であるので、鋼スラブの限定理由の記載は省略する。

【0080】

本発明の高強度鋼板は、上記した範囲内の組成を有する鋼スラブを素材とし、該素材に熱間圧延を施し熱延板とする熱間圧延工程と、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に再結晶と複合組織化を達成する冷延板焼純工程とを順次経ることにより製造できる。

【0081】

本発明では、まず、鋼スラブを熱間圧延にて仕上圧延出側温度：800°C以上とする仕上圧延を施し、巻取温度：400~720°Cで巻取り、熱延板とする（熱間圧延工程）。

本発明の製造方法で使用する鋼スラブは、成分のマクロ偏析を防止すべく連続鋳造法で製造することが望ましいが、造塊法や薄スラブ鋳造法で製造してもよい。また、鋼スラブを製造した後、いったん室温まで冷却し、その後、再度加熱する従来法に加え、冷却せず温片のままで加熱炉に装入し、熱間圧延する直送圧延、或いはわずかの保熱を行なった後に直ちに熱間圧延する直送圧延・直接圧延などの省エネルギープロセスも問題なく適用できる。

【0083】

ここで、スラブ加熱温度は、析出物を粗大化させることにより、[111]再結晶集合組織を発達させて深絞り性を改善するため、低い方が望ましい。しかし、加熱温度が1000°C未満では、圧延荷重が増大し、熱間圧延におけるトラブル発生の危険性が増大するので、スラブ加熱温度は1000°C以上にすることが好ましい。なお、酸化重量の増加に伴うスケールロスの増大などから、スラブ加熱温度の上限は1300°Cとすることが好適である。

【0084】

上記条件で加熱された鋼スラブに粗圧延および仕上圧延を行う熱間圧延を施す。ここで、鋼スラブは粗圧延によりシートバーとされる。なお、粗圧延の条件は特に規定する必要はなく、常法に従って行なえばよい。また、スラブ加熱温度を低くし、かつ熱間圧延時のトラブルを防止するといった観点からは、シートバーを加熱する、所謂シートバーヒーターを活用することが好ましい。

【0085】

次いで、シートバーを仕上圧延して熱延板とする。このとき、仕上圧延出側温度(FT)は800°C以上とする。これは、冷間圧延および焼鈍後に優れた深絞り性が得られる微細な熱延板組織を得るためにある。FTが800°C未満では、組織が加工組織を有し、冷延焼鈍後に[111]集合組織が発達しないだけでなく、熱間圧延時の圧延負荷が高くなる。従って、仕上圧延出側温度(FT)は、800°C以上とする。なお、FTが980°Cを超えると、組織が粗大化し、これもまた冷延焼鈍後の[111]再結晶集合組織の形成および発達を妨げる傾向があることから、高r値を得る観点から、FTの上限を980°Cとすることが好ましい。

【0086】

また、熱間圧延時の圧延荷重を低減するため、仕上圧延の一部または全部のバス間で潤滑圧延としてもよい。潤滑圧延を行なうことは、鋼板形状の均一化や材質の均質化の観点からも有効である。潤滑圧延の際の摩擦係数は、0.10~0.25の範囲とするのが好ましい。さらに、相前後するシートバー同士を接合し、連続的に仕上圧延する連続圧延プロセスとすることも好ましい。連続圧延プロセスを適用することは、熱間圧延の操業安定性の観点からも望ましい。

【0087】

コイル巻取温度(CT)は、400~720°Cの範囲とする。この温度範囲が熱延板中にNbCを析出させるのに適正な温度範囲である。CTが720°Cを超えると、結晶粒が粗大化し、冷延焼鈍後の高r値化を妨げることになる。また、CTが400°C未満になると、NbCの析出が起こりにくくなり、高r値化に不利となる。なお、コイル巻取温度(CT)は、好ましくは550~680°Cとする。

【0088】

上記の熱間圧延工程を施すことにより平均結晶粒径が10 8 μm以下である熱延鋼板とすることができます。すなわち、本発明の高強度鋼板は、上記した範囲内の組成を有し、平均結晶粒径が8 μm以下である熱延板を素材とし、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする冷間圧延工程と、該冷延板に再結晶と複合組織化を達成する冷延板焼鈍工程とを順次経ることにより製造できる。

【0089】

熱延板の組織が平均結晶粒径で8 μm以下であること 従来軟鋼板においては、熱延板の結晶粒径を微細化するほど、r値を高める効果があることが知られている。

20 図1(a)、(b)および図2(a)、(b)は、ナイタール腐食させた熱延鋼板の光学顕微鏡写真である。ナイタール液は3%硝酸アルコール溶液(3%HNO₃-C₂H₅OH)であり、10~15s腐食した。

【0090】

ここで、図1(a)は、0.033%CでNb無添加であり、熱延板の平均結晶粒径：8.9 μm、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均r値：0.9、図1(b)は、0.035%C-0.015%Nb{ (Nb/93) / (C/12) }=0.06}であり、熱延板の平均結晶粒径：5.9 μm、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均r値：1.0、図2(a)は、0.035%C-0.083%Nb{ (Nb/93) / (C/12) }=0.31}であり、熱延板の平均結晶粒径：5.6 μm、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均r値：1.3、図2(b)は、0.035%C-0.072%Nb{ (Nb/93) / (C/12) }=0.27}であり、熱延板の平均結晶粒径：2.8 μm、冷延焼鈍して得られた鋼板の平均r値：1.5であり、図2(a)および(b)が本発明範囲の成分組成の熱延鋼板である。

【0091】

40 図1(a)は、成分的に本発明鋼を外れるNb無添加鋼で、熱延板の平均結晶粒径が8 μm以上となっており、r値も低い。図1(b)は、Nb添加により熱延板組織が微細化されているものの、(Nb/93) / (C/12) の値が本発明の範囲から外れているため、効果が発揮されず、r値が低い。図2(a)および(b)は、(Nb/93) / (C/12) の値が本発明の範囲にあり、熱延板組織が微細化し、高r値化している。

【0092】

熱延板組織は、Nb添加により、粒界としてはナイタール液により通常通り深く腐食される線(1)とともに、50 腐食が浅い線(2)も存在するようになる。

本発明では、粒径を測定する際、上記の線(1)と線(2)を粒界として結晶粒径を測定した。

【0093】

結晶粒径は一般に傾角が15°以上を、所謂、大傾角粒界、傾角15°未満を、所謂小傾角粒界と呼ぶことが多い。上記腐食が浅い線(2)をEBSP(Electron Back Scattering Diffraction Pattern)解析したところ、この腐食が浅い線(2)は、傾角が15°未満のいわゆる小傾角粒界であることがわかった。本発明においては、熱延板中にこの傾角15°未満の、所謂、小傾角粒界、すなわち上記の線(2)が多数存在することが特徴的であり、この上記線(1)および線(2)の双方を粒界として粒径を測定した結果、その平均結晶粒径が8μmを超えると、本発明の高強度鋼板の高r値化への効果が現れず、平均結晶粒径を8μm以下に微細化することで、平均r値1.3以上という高r値化に効果が現れることが判った。したがって熱延板の平均結晶粒径は8μm以下とする。

【0094】

なお、本発明鋼の組織をEBSP解析したところ、上記の線(1)と線(2)を粒界として結晶粒径を測定するということは、5°以上の傾角をもつ結晶粒境界を粒界と見なしで粒径測定することに相当することを確認した。

また、このことから、詳細は定かではないが、本発明における粒界からの深絞り成形性に好ましい再結晶核発生の促進には、5°以上の傾角が有効であることが推測される。

【0095】

なお、結晶粒径の測定方法としては、圧延方向に平行な板厚断面(L断面)について光学顕微鏡を用いて微視組織を撮像し、JIS G 0552或いはASTMに準じた切断法により試料面上での結晶粒の平均の切片長さl(μm)を求め、(ASTM)公称粒径d_n=1.13×lとして平均結晶粒径を求めればよく、この他EBSP等の装置を用いて求めてよい。

【0096】

なお、本発明では上記平均粒径の切片長さは、圧延方向に平行な板厚断面について、光学顕微鏡で微視組織を撮像し、JIS G 0552に準じた切断法により求めた。すなわち、撮像した微視組織写真を用い、JIS G 0552に準じて圧延方向およびこれに垂直方向に対してそれぞれ一定長さの線分で切断されるフェライト結晶粒の数を測定し、線分の長さをその線分で切断されるフェライト結晶粒の数で除した値をそれぞれの方向の切片長さとして求め、これらの平均(相加平均)値をここでの結晶粒の平均の切片長さl(μm)とした。

【0097】

さらに本発明鋼は、熱延板段階において、NbCとして析出固定されるC量が鋼中の全C量に占める割合が15%以上であることが好ましい。

熱延板段階において、NbCとして析出固定されるC量

は、熱延板を化学分析(抽出分析)して得られる析出Nb量を基に求めることができるため、熱延板段階においてNbCとして析出固定されるC量が鋼中の全C量に占める割合(以下、単に「析出固定されるC量の割合」という。)は、次式にて算出される値である。

$$[C]_{fix} = 100 \times 12 \times ([Nb^*] / 93) / [C]_{total}$$

ここで、鋼中にTiを含有しない場合、NbはNbNを形成するため、

$$[Nb^*] = [Nb] - (93[N] / 14), [Nb^*] > 0$$

一方、鋼中にTiを含有する場合、Nは優先的にTiNを形成するので

$$[Nb^*] = [Nb] - (93[N^*] / 14)$$

なお、式中、

$$[N^*] = [N] - (14[Ti^*] / 48), [N^*] > 0$$

$$[Ti^*] = [Ti] - (48[S] / 32), [Ti^*] > 0$$

[C]_{fix}は析出固定されるC量の割合(%)、

[C]_{total}は、鋼中の全C含有量(質量%)、

[Nb]、[N]、[Ti]、[S]は、それぞれ析出Nb、析出N、析出Ti、析出S量(質量%)である。

【0098】

冷間圧延および再結晶前の段階で固溶Cを低減することは、高r値化のために有効であり、本発明では、熱延板段階においてNbCとして析出固定されるC量が鋼中の全C量に占める割合で15%以上、より好ましくは20%以上とすることでの効果が現れ、本発明の製造方法とすることにより、これを達成できる。

【0099】

次いで、該熱延板に冷間圧延を施し冷延板とする(冷間圧延工程)。ここで熱延鋼板は冷間圧延前にスケールを除去するため酸洗を行なうことが好ましい。酸洗は通常の条件にて行なえばよい。冷間圧延条件は、所望の寸法形状の冷延板とることができればよく、特に限定されないが、冷間圧延時の圧下率は少なくとも40%以上とすることが好ましく、より好ましくは50%以上とする。高r値化には高冷延圧下率が一般に有効であり、圧下率が40%未満では、[111]再結晶集合組織が発達せず、優れた深絞り性を得ることが困難となる。一方、この発明では冷間圧下率を90%までの範囲で高くするほどr値が上昇するが、90%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、冷間圧延時のロールへの負荷も高まるため、上限を90%とすることが好ましい。

【0100】

次に、上記冷延板に焼鈍温度:800°C以上950°C以下の焼鈍を行い、次いで焼鈍温度から500°Cまでの温度域における平均冷却速度:5°C/s以上として冷却する(冷延板焼鈍工程)。

【0101】

上記焼鈍は、本発明で必要とする冷却速度を確保するため連続焼鈍ライン(CAL)あるいは連続溶融亜鉛めっきライン(CGL)で行なう連続焼鈍とすることが好

ましく、800～950°Cの温度域で行なう必要がある。本発明においては、焼鈍の際の最高到達温度である焼鈍温度を、概ね800°C以上とすることで、 $\alpha - \gamma$ 2相域、すなわち、冷却後にフェライト相とマルテンサイト相を含む組織が得られる温度以上、かつ再結晶温度以上にすることができる。すなわち、800°C未満では冷却後に十分なマルテンサイト相の形成がなされない、或いは再結晶が完了せずフェライト相の集合組織を調整できず高r値化が図れない。一方、950°Cを超える高温では、再結晶粒が著しく粗大化し、特性が著しく劣化する。

【0102】

また、上記焼鈍時の昇温速度、特に300°Cから700°Cまでの昇温速度は、本発明鋼板の場合、1°C/s未満であると、再結晶前に回復により歪みエネルギーが解放されることで再結晶の駆動力を減少させてしまう傾向にあるので、300°Cから700°Cまでの平均で1°C/s以上とすることが好ましい。なお、昇温速度の上限は特に規定する必要はなく、現状の設備では、300°Cから700°Cまでの平均の昇温速度の上限は、概ね50°C/s程度である。700°Cから焼鈍温度までは、再結晶集合組織形成の観点から、好ましくは0.1°C/s以上で昇温させる。一方、700°Cから焼鈍均熱温度（焼鈍到達温度）までを20°C/s以上で昇温させると、未再結晶部からの変態、あるいは未再結晶のまま変態が進みやすく、集合組織形成の点で不利になりやすいため、20°C/s以下の昇温速度で加熱することが好ましい。

【0103】

上記焼鈍後の冷却速度は、マルテンサイト相の形成の観点から、焼鈍温度から500°Cまでの温度域の平均冷却速度を5°C/s以上として冷却する必要がある。該温度域の平均冷却速度が5°C/s未満だとマルテンサイト相が形成されにくくフェライト単相組織となり組織強化が不足することになる。

【0104】

本発明では、マルテンサイト相を含む第2相の存在が必須であることから、500°Cまでの平均冷却速度が臨界冷却速度以上であることが必要であり、これを達成するためには概ね5°C/s以上とすることで満足される。500°C未満の冷却については、特に限定しないが、引き続き、望ましくは300°Cまで5°C/s以上の平均冷却速度で冷却することが好ましく、過時効処理を施す場合は、過時効処理温度までを平均冷却速度が5°C/s以上になるようにすることが好ましい。

【0105】

なお、上記冷却速度は、マルテンサイト相形成の観点から、上限は特に規定する必要はなく、ロール冷却やガスジェット冷却の他、水焼入設備等を用いて冷却してもよい。

【0106】

また、上記冷延板焼鈍工程の後に電気めっき処理、あ

るいは溶融めっき処理などの表面処理を施し、鋼板表面にめっき層を形成しても良い。

【0107】

例えば、めっき処理として、自動車用鋼板に多く用いられる溶融亜鉛めっき処理を行う際には、上記冷延板焼鈍工程を連続溶融めっきラインにて行い、焼鈍後の冷却に引き続いて溶融亜鉛めっき浴に浸漬して、表面に溶融亜鉛めっき層を形成すればよく、この場合、溶融亜鉛めっき浴から出た後300°Cまでの平均冷却速度が5°C/s以上になるように冷却することが好ましい。

10 【0108】

10 また、焼鈍後の冷却に引き続いて溶融亜鉛めっき浴に浸漬して、表面に溶融亜鉛めっき層を形成した後、さらに合金化処理を行い、合金化溶融亜鉛めっき鋼板を製造してもよい。この場合、合金化処理した後の冷却において、300°Cまでの平均冷却速度が5°C/s以上になるように冷却することが好ましい。

【0109】

20 なお、上記溶融亜鉛めっき浴から出た後、あるいは合金化処理後の冷却についても、マルテンサイト相形成の観点から、冷却速度の上限は特に規定する必要はなく、ロール冷却やガスジェット冷却の他、水焼入設備等を用いて冷却してもよい。

【0110】

30 ここで、めっき層は純亜鉛および亜鉛系合金めっきに限らず、AlやAl系合金めっきなど、従来、鋼板表面に施されている各種めっき層とすることも勿論可能である。

【0111】

また、上記のように製造した冷延鋼板（冷延焼鈍板ともいう）あるいはめっき鋼板には、形状矯正、表面粗度等の調整の目的で調質圧延またはレベラー加工を施してもよい。調質圧延或いはレベラー加工の伸び率は合計で0.2～15%の範囲内であることが好ましい。0.2%未満では、形状矯正、粗度調整の所期の目的が達成できないおそれがあり、一方、15%を超えると、顕著な延性低下をもたらす傾向があるため好ましくない。なお、調質圧延とレベラー加工では、加工形式が相違するが、その効果は、両者で大きな差がないことを確認している。調質圧延、レベラー加工はめっき処理後でも有効である。

【実施例1】

【0112】

次に、本発明の実施例について説明する。

表1に示す組成の溶鋼を転炉で溶製し、連続鋳造法でスラブとした。これら鋼スラブを1250°Cに加熱し粗圧延してシートバーとし、次いで、表2に示す条件の仕上圧延を施す熱間圧延工程により熱延板とした。これらの熱

延板を酸洗し、次いで圧下率65%の冷間圧延を施す冷間圧延工程により冷延板とした。引き続き、これら冷延板に、連続焼鈍ライン(CAL)にて、表2に示す条件で連続焼鈍を行ない、冷延焼鈍板とした。また、一部の冷延板については、連続焼鈍ラインに代えて連続溶融亜鉛めっきライン(CGL)にて、表2に示す条件で連続焼鈍を行なった。なお、連続溶融亜鉛めっきラインにて冷延板焼鈍工程を施した鋼板については、その後引き継ぎインラインで溶融亜鉛めっき(めっき浴温:480°C)を施した。さらに、得られた冷延焼鈍板あるいは溶融亜鉛めっき鋼板に伸び率0.5%の調質圧延を施した。

【0113】

上記熱間圧延後の熱延板について、NbCとして析出固定されるC量の割合および微視組織(結晶粒径)、ならびに最終的に得られた冷延焼鈍板の、微視組織、引張特性およびr値について調査した結果を表2に示す。

調査方法は下記の通りである。

【0114】

(i) 热延板中のNbCとして析出固定されるC量の割合

前述のように抽出分析により析出Nb、析出Ti、析出N、析出S量を定量し、下記式で求めた。

$$[C]_{fix} = 100 \times 12 \times ([Nb^*] / 93) / [C]_{total}$$

ここで、鋼中にTiを含有しない場合、

$$[Nb^*] = [Nb] - (93[N] / 14), [Nb^*] > 0$$

Tiを含有する場合、

$$[Nb^*] = [Nb] - (93[N^*] / 14)$$

なお、式中、

$$[N^*] = [N] - (14[Ti^*] / 48), [N^*] > 0$$

$$[Ti^*] = [Ti] - (48[S] / 32), [Ti^*] > 0$$

[C]fixは析出固定されるC量の割合(%)、

[C]totalは、鋼中の全C含有量(質量%)、

[Nb]、[N]、[Ti]、[S]はそれぞれ析出Nb、析出N、析出Ti、析出S量(質量%)である。

なお、抽出分析の方法は、10%マレイン酸系電解液を用いて電解抽出した残渣をアルカリ融解し、融成物を酸溶解した後、ICP発光分光法で定量した。

【0115】

(ii) 热延板の結晶粒径

ナイタール腐食した圧延方向に平行な板厚断面(L断面)を光学顕微鏡で撮像し、JIS G 0552に準じた切断法により、前述のように平均結晶粒の切片長さl(μm)を求め、(ASTM)公称粒径dn=1.13×lとして表記した。粒界としては、先述したように、ナイタール液により腐食し、通常通り深く腐食される線および腐食が浅い線の双方を粒界としてカウントした。また、このようにして測定した平均結晶粒径の値は、傾角5°以上の結晶粒境界を結晶粒界とみなして測定した値に相当することをE-BSP解析により確認した。ここでナイタール液は、3%

硝酸アルコール溶液(3%HNO3-C2H5OH)を用い、10~15秒間腐食した。

【0116】

(iii) 冷延焼鈍板の微視組織

各冷延焼鈍板から試験片を採取し、圧延方向に平行な板厚断面(L断面)について、走査型電子顕微鏡を用いて1000~3000倍で微視組織を撮像し、相の種類を観察するとともに、各相の面積を解析し、フェライト相の面積率とマルテンサイト相の面積率を求めた。

【0117】

(iv) 引張特性

得られた各冷延焼鈍板から圧延方向に対して90°方向(C方向)にJIS 5号引張試験片を採取し、JIS Z 2241の規定に準拠してクロスヘッド速度10mm/minで引張試験を行い、降伏応力(YS)、引張強度(TS)および伸び(EI)を求めた。

【0118】

(v) r値の測定

得られた各冷延焼鈍板の圧延方向(L方向)、圧延方向に対し45°方向(D方向)、圧延方向に対し90°方向(C方向)からJIS 5号引張試験片を採取した。これらの試験片に10%の単軸引張歪を付与した時の各試験片の幅歪と板厚歪を測定し、これらの測定値を用い、JIS Z 2254の規定に準拠して平均r値(平均塑性歪比)を算出し、これをr値とした。

【0119】

(vi) ヤング率の測定

ヤング率(Ec)は、圧延直角方向(板幅方向)から短冊試片を切り出し、米国Control Products社製Module-r Drawability Testerを用い、モジュールr値法(参考文献 P.R. Mould, and T.E. Johnson, Jr. Sheet Metal Industries, June (1973), p. 328)により、共振周波数より計算して求めた。

【0120】

(vii) 集合組織

得られた各冷延焼鈍板の鋼板1/4板厚位置にて、白色X線を用いたエネルギー分散型X線回折を行った。測定面は、α-Feの主要回折面である(110)面、(200)面、(211)面、(220)面、(310)面、(222)面、(321)面、(400)面、(411)面、(420)面の計10面について測定し、無方向性標準試料との相対強度比で各面のX線回折積分強度比を求め、求めた(222)面、(200)面、(110)面および(310)面のX線回折積分強度比P(222)、P(200)、P(110)およびP(310)を下記式の右辺各項に代入し、左辺項Aを算出した。

$$A = P(222) / \{P(200) + P(110) + P(310)\}$$

【0121】

【表1-1】

表1-1

鋼No.	化 学 成 分 (質量%)							X ^{*1}	Y ^{*2}	Z ₁ ^{*3}	Mn当量 ^{*4} (%)	Z ₂ ^{*5}	備考	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	その他の成分					
A	0.025	0.50	2.05	0.030	0.002	0.033	0.0021	0.075	Mo:0.120, Ti:0.015	0.39	1.47	1.60	2.52	3.00 適合例
B	0.021	0.70	2.05	0.035	0.003	0.035	0.0025	0.035	Mo:0.200, Ti:0.014	0.22	1.07	2.40	2.82	3.80 適合例
C	0.035	0.20	1.70	0.040	0.002	0.029	0.0022	0.120	Mo:0.010, Ti:0.008	0.44	0.76	0.70	1.72	2.10 適合例
D	0.030	0.81	2.30	0.045	0.002	0.031	0.0024	0.100	Mo:0.001, Ti:0.002	0.43	0.18	1.10	2.38	2.50 適合例
E	0.025	0.50	2.06	0.030	0.002	0.013	0.0021	0.075	Mo:0.301, Ti:0.015	0.39	1.47	1.60	2.10	3.00 適合例
F	0.025	0.50	2.05	0.030	0.002	0.033	0.0021	0.075	Mo:0.120, Ti:0.002	0.39	0.20	1.60	2.52	3.00 適合例
G	0.008	0.50	1.95	0.035	0.006	0.035	0.0020	0.065	Mo:0.150, Ti:0.012	1.05	0.76	1.80	2.53	3.20 比較例
H	0.022	0.43	2.04	0.035	0.007	0.034	0.0024	0.005	Mo:0.153, Ti:0.015	0.03	0.80	3.00	2.62	4.40 比較例
I	0.023	0.18	2.03	0.035	0.005	0.033	0.0021	0.035	Mo:0.001, Ti:0.002	0.20	0.14	2.40	2.05	3.80 比較例
J	0.031	0.80	2.00	0.002	0.007	0.025	0.0024	0.130	Mo:0.150, Ti:0.016	0.54	0.80	0.60	2.61	1.90 比較例

(17)

特開 2005-120472

31

32

【表 1-2】

表1-2

	K	0.065	0.50	2.05	0.030	0.002	0.033	0.0021	0.075	Mo:0.120, Ti:0.015	0.15	1.47	1.60	2.52	3.00	比較例
L	0.025	0.50	2.05	0.030	0.002	0.033	0.0021	0.200	Mo:0.120, Ti:0.015	0.03	1.47	-0.90	2.52	0.50	比較例	
N	0.025	0.49	2.05	0.030	0.002	0.038	0.0021	0.078	Mo:0.120, Cr:0.250, Ti:0.002	0.40	0.20	1.64	2.84	2.94	適合例	
O	0.028	0.51	2.05	0.028	0.002	0.033	0.0015	0.076	Mo:0.001, Cu:0.300, Ni:0.150, Ti:0.002	0.35	0.25	1.58	2.55	2.98	適合例	
P	0.025	0.50	2.03	0.030	0.003	0.035	0.0018	0.076	Mo:0.002, Cr:0.230, Ti:0.002	0.39	0.19	1.58	2.37	2.98	適合例	
Q	0.025	0.50	1.98	0.030	0.002	0.033	0.0022	0.078	—	0.40	—	1.64	2.03	2.94	適合例	
R	0.026	0.49	2.04	0.030	0.002	0.038	0.0021	0.078	Ti:0.015	0.39	1.47	1.54	2.09	2.94	適合例	
S	0.025	0.49	2.02	0.030	0.002	0.037	0.0020	0.075	Mo:0.120, Cr:0.240, Ti:0.015	0.39	1.52	1.60	2.80	3.00	適合例	

(注) *1 : $X = (\text{Nb}/93) / (C/12)$ *2 : $Y = (Ti/18) / ((S/32) + (Ni/14))$ *3 : $Z_1 = -20Nb + 3.1$

*4 : Mn当量 = Mn + 0.1Si、ただしMo, Cr, Cu, Niのいずれかを含有させる場合、Mn当量 = Mn + 0.1Si + 3.5Mo + 1.3Cr + Cu + Ni

*5 : $Z_2 = -20Nb + 4.6$

表2-1

鋼板 No.	鋼No.	F T (°C)	C T (°C)	熱延板中に NbCとして析 出しているC 量の割合 (%)	熱延板の 結晶粒径 (μm)	焼純ライ ン	焼純				
							300°Cから 700°Cまで の平均加 熱速度 (°C/s)	700°Cから 焼純温度 までの平 均加熱速 度(°C /s)	燒純溫度 (°C)	500°Cま での平均 冷却速度 (°C/s)	500°Cある いはめつ き浴から 300°Cまで の平均冷 却速度 (°C/s)
1	A	900	600	21	6.1	CAL	15	1.2	870	15	15
2		910	620	22	6.2	CGL	15	1.2	850	15	10
3	B	880	650	21	6.3	CAL	15	1.2	870	15	15
4		900	650	21	6.4	CAL	15	1.2	850	30	30
5	C	900	650	23	6.8	CAL	15	1.2	870	15	15
6		880	650	23	7.2	CAL	15	1.2	840	15	15
7	D	880	650	24	4.8	CAL	18	1.2	870	20	20
8		880	650	25	5.2	CAL	18	1.5	840	15	15
9	E	880	650	21	6.2	CAL	18	1.5	860	15	15
10	F	880	650	21	6.1	CAL	15	1.5	860	15	22
11	G	880	650	60	15.3	CAL	15	1.5	870	15	15
12	H	880	650	1	19.8	CAL	15	1.5	870	15	15
13	I	880	650	11	7.2	CAL	15	1.5	870	15	15
14	J	880	650	25	7.2	CAL	12	1.2	870	15	15
15	K	880	650	7	5.2	CAL	12	1.2	870	15	20
16	L	880	650	50	5.1	CAL	15	1.2	870	15	15
17	A	880	650	20	6.1	CAL	15	1.2	770	15	12
18	A	880	650	20	6.2	CAL	15	1.2	970	20	20
19	N	890	610	22	6.2	CAL	15	1.2	870	15	15
20	O	890	610	23	6.1	CAL	15	1.2	870	15	15
21	P	890	610	26	6.2	CAL	15	1.2	870	15	15
22	Q	890	610	24	6.6	CAL	15	1.2	870	15	15
23	R	890	610	21	6.2	CAL	15	1.2	870	15	15
24	S	890	610	21	6.2	CAL	15	1.2	870	15	15
25	A	900	380	7	9.0	CAL	15	1.2	870	15	15
26	A	900	740	23	16.0	CAL	15	1.2	870	15	15

F T : 仕上圧延出側温度

C T : コイル巻取温度

【0124】

【表2-2】

表2-2

鋼組織									集合組織	備考
フェライト相の面積率(%)	マルテンサイト相の面積率(%)	その他の組織の種類	YS(MPa)	TS(MPa)	E1(%)	平均r値	Ec(GPa)	A値		
89	7	B	410	600	32	1.6	235	5.7	本発明例	
89	7	B	400	595	32	1.5	235	5.3	本発明例	
91	4	B	420	625	31	1.4	230	4.8	本発明例	
91	4	B	415	630	30	1.3	230	4.3	本発明例	
90	5	B	390	580	32	1.5	240	4.8	本発明例	
90	5	B	380	585	32	1.3	235	3.9	本発明例	
85	10	B	450	660	30	1.3	240	3.8	本発明例	
85	13	B	440	660	30	1.3	235	4.1	本発明例	
91	6	B	410	595	32	1.5	235	5.3	本発明例	
90	7	B	410	600	32	1.5	235	5.6	本発明例	
96	0	B + P	370	475	30	1.3	220	4.8	比較例	
92	7	B	420	580	26	1.0	215	0.9	比較例	
90	2	B	360	590	30	1.2	220	1.8	比較例	
90	5	B	455	660	29	1.2	220	1.8	比較例	
80	6	B	450	650	32	1.0	215	0.9	比較例	
95	0	B	410	540	28	1.2	220	2.1	比較例	
95	2	B + P	470	640	26	0.95	210	0.8	比較例	
75	3	B	510	650	27	1.1	220	1.2	比較例	
88	5	B	400	610	31	1.4	235	4.8	本発明例	
89	6	B	420	598	30	1.4	240	5.2	本発明例	
89	5	B	405	608	32	1.4	235	5.1	本発明例	
87	8	B	420	596	32	1.5	240	5.4	本発明例	
87	5	B	400	602	32	1.4	235	5.0	本発明例	
87	6	B	408	612	30	1.3	230	4.6	本発明例	
87	3	B	420	610	28	1.0	215	0.9	比較例	
88	3	B	395	570	30	1.1	220	1.4	比較例	

B : ベイナイト相

P : パーライト相

【0125】

表2に示す調査結果より明らかのように、本発明例では、いずれもTS440MPa以上であり、かつ、平均r値が1.3以上と高いr値を有し、しかも、圧延直角方向のヤング率が225GPa以上となっている。これに対し、本発明の

範囲を外れる条件で製造した比較例では、強度が不足しているか、r値が1.3未満と小さいか、あるいは圧延直角方向のヤング率が225GPa未満と小さい。

【産業上の利用可能性】

【0126】

本発明によれば、TS440MPa以上でありかつ平均r値が1.3以上と高いr値を有し、しかも、圧延直角方向のヤング率が225GPa以上の高強度鋼板を安価にかつ安定して製造することが可能となり、産業上格段の効果を奏する。例えば、本発明の高強度鋼板を自動車部品に適用した場合、これまでプレス成形が困難であった部位も高強度化が可能となり、自動車車体の衝突安全性や軽量化に十分寄与できるという効果がある。また、自動車部品に限らず、家電部品やパイプ用素材としても適用可能である。

【図面の簡単な説明】

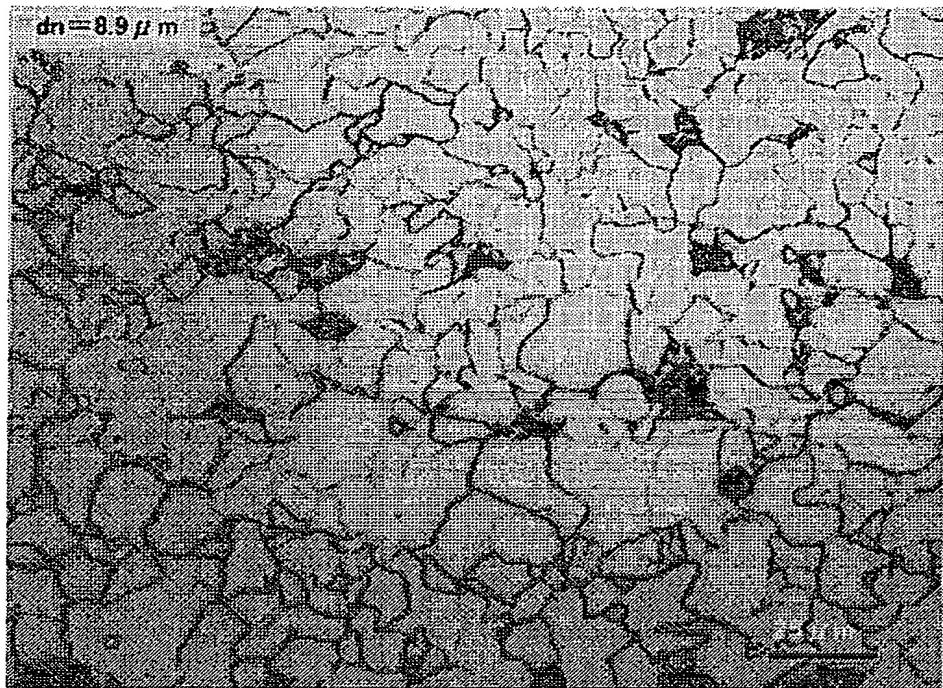
【0127】

【図1】(a)および(b)は、熱延板をナイタール液に浸漬して表面を腐食させたときの光学顕微鏡写真であって、いずれも(Nb/93)/(C/12)の値が本発明の適正範囲を満たさない比較例である。

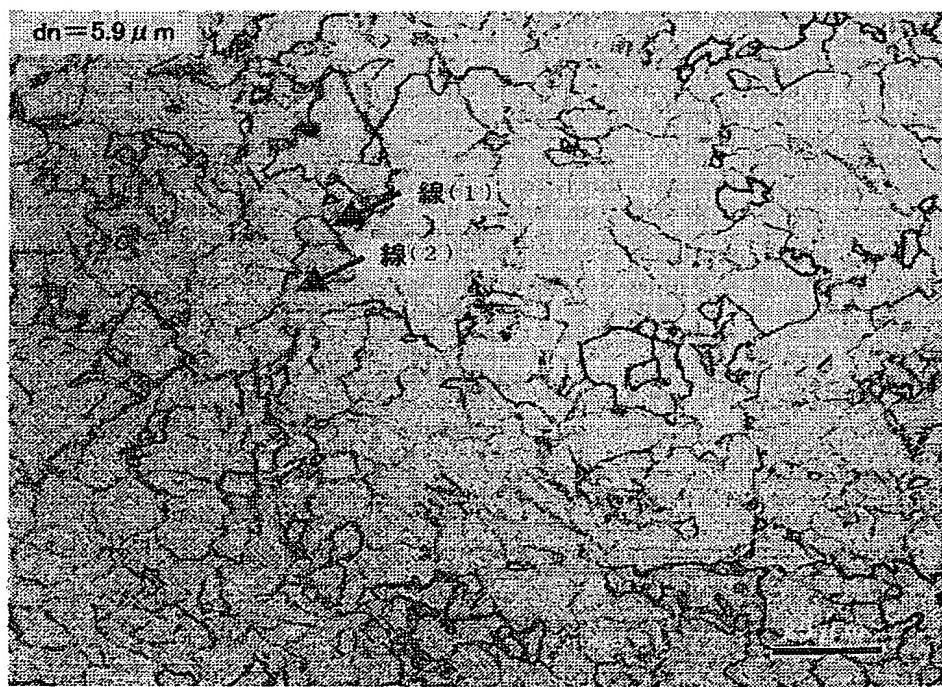
【図2】(a)および(b)は、熱延板をナイタール液に浸漬して表面を腐食させたときの光学顕微鏡写真であって、いずれも(Nb/93)/(C/12)の値が本発明の適正範囲を満たす本発明例である。
10

【図1】

(a)

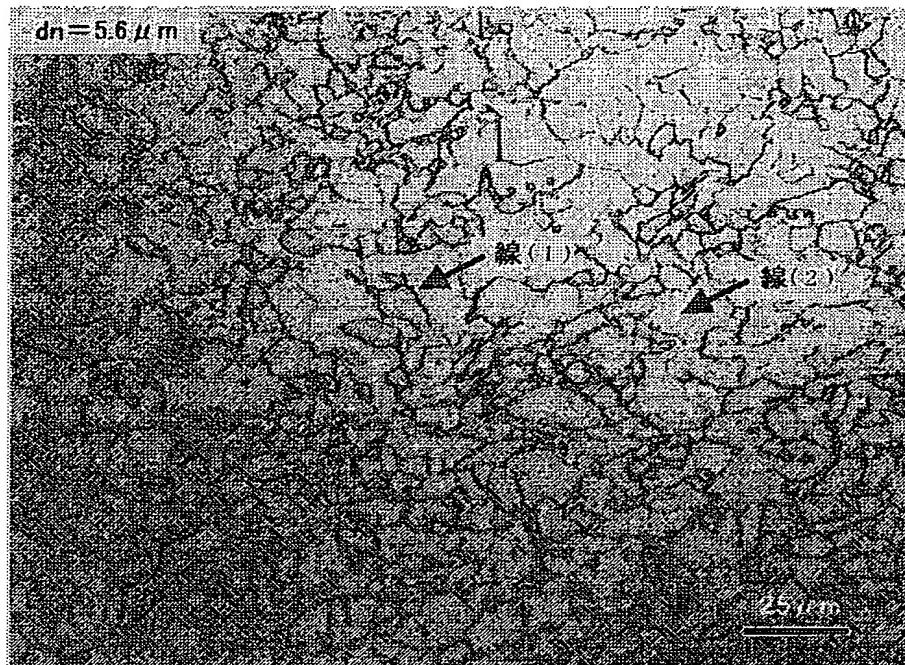


(b)

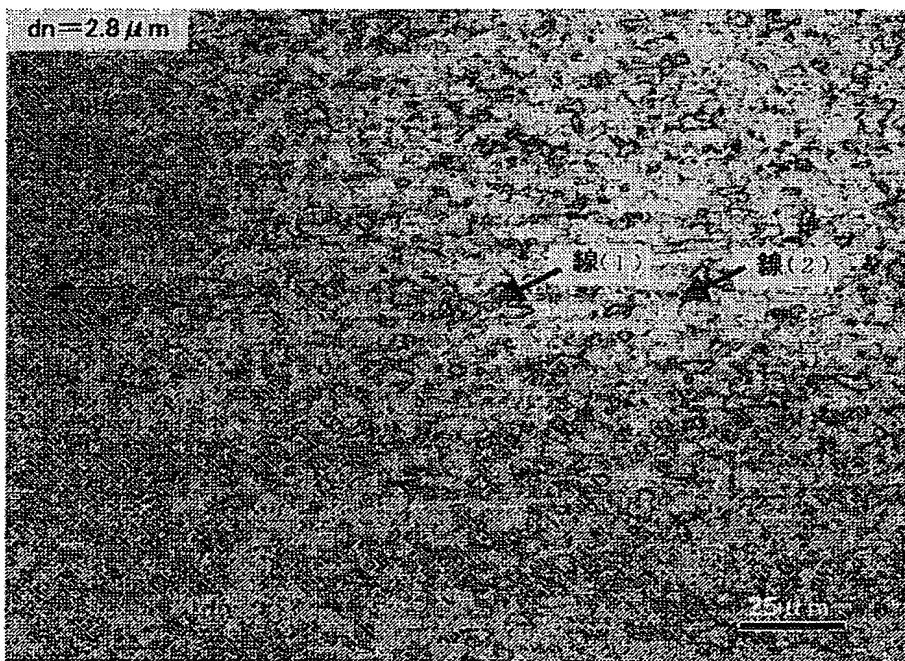


【図2】

(a)



(b)



フロントページの続き

(74)代理人 100119530
弁理士 富田 和幸
(72)発明者 奥田 金晴
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
(72)発明者 吉田 裕美
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
(72)発明者 占部 俊明
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
(72)発明者 細谷 佳弘
東京都千代田区内幸町二丁目2番3号 JFEスチール株式会社内
F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA09 EA11 EA13 EA14 EA15 EA16 EA17
EA20 EA23 EA25 EA27 EA36 EB05 EB08 EB09 EB11 FA02
FA03 FC03 FC04 FE01 FE02 FE03 FH01 FJ05 FJ06 FK02
FK03 GA05